文章编号: 1004-0609(2014)11-2743-06

La 对镁/铝液固扩散连接界面组织及性能的影响

徐光晨¹,陈翌庆¹,刘丽华¹,Alan LUO²,马立坤¹

(1. 合肥工业大学 材料科学与工程学院, 合肥 230009;

2. Chemical Sciences and Materials Systems Laboratory, General Motors Research and Development Center, Warren, MI 48090-9055, USA)

摘 要:利用压铸工艺将液态镁和固态铝液-固复合是一种镁/铝异种材料焊接的新工艺。镁/铝异种活性金属液-固连接的难点首先是固态铝合金属表面存在一层氧化膜,阻碍镁/铝异种活性金属之间形成冶金结合,其次是镁/ 铝液固复合过程中无法避免地形成大量的金属间化合物,这些脆性相极大地破坏了界面的力学性能。对铝合金表 面进行氧化膜去除工艺,并在此基础上,利用自制的液固双金属复合装置将液态镁镧中间合金与经过表面处理的 固态铝合金进行液固复合。研究镁合金中的稀土 La 对镁铝液固扩散连接界面组织及性能的影响。结果表明:镁 合金中加入稀土 La 后,镁铝扩散连接界面处的 β-Mg₁₇Al₁₂变少、变细,铸态晶粒细化;大部分 La 与 Al 结合生 成高熔点、高热稳定性的稀土相 Al₁₁La₃相;当镁合金中含有 1%(质量分数)稀土 La 时,界面可达到最大的抗剪强 度 88.5MPa。

关键词: 铝合金; 氧化膜; 镁/铝复合; La; 界面组织 中图分类号: TG136.3 文献标志码: A

Effect of La on structures and properties of the liquid-solid diffusion bonding interface of magnesium/aluminum

XU Guang-chen¹, CHEN Yi-qing¹, LIU Li-hua¹, Alan LUO², MA Li-kun¹

School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China;
 Chemical Sciences and Materials Systems Laboratory,
 General Motors Research and Development Center, Warren, MI 48090-9055, USA)

Abstract: Die-casting is a new magnesium/aluminum dissimilar welding process via casting liquid Mg alloy onto the solid Al alloy substrate. The difficulty of liquid–solid connection of magnesium/aluminum is the nature oxide layer on the solid Al alloy substrate surface that usually prevents metallurgical bonding between the magnesium and aluminum. During this process, the formation of some intermetallic compounds with a high hardness and brittleness over the interface would deteriorate the mechanical property of materials. The process of removing the oxide layer on solid Al substrate surface was investigated, and on this basis, the melt magnesium alloy was cast onto the solid aluminum alloy A390 by using home-made liquid-solid bimetal composite device. The effect of La on the structures and properties of the liquid-solid diffusion bonding interface of Mg/Al was researched. The results indicate that after adding the rare earth La into the magnesium alloys, β -Mg₁₇Al₁₂ at the interface of magnesium aluminum diffusion bonding gradually becomes less and thinner, and the cast grain is gradually refined. Most of La and Al combine to generate high melting point and high heat stability of rare earth phase-Al₁₁La₃ phase. When the magnesium alloys contain 1% rare earth La, the maximal shearing strength of the interface can achieve 88.5 MPa.

Key words: aluminum alloy; oxide layer; Mg/Al compound; La; interface structure

基金项目:美国通用汽车公司合作研究项目

收稿日期: 2014-02-10; 修订日期: 2014-07-20

通信作者: 陈翌庆, 教授, 博士; 电话: 0551-62901139; E-mail: chenyq@126.com

由于镁和铝的密度小、易加工等优点,被广泛应 用于航空航天及汽车领域。随着轻量化要求,一些特 殊结构部件需要镁/铝焊接复合来满足工作性能的要 求[1-4]。众所周知,镁、铝均为易氧化的活性金属,因 此,镁/铝活性金属异种焊接成为世界性难题。目前, 镁/铝焊接方法有两类: 一类是熔化焊(包括 TIG 焊和 激光焊等)。由于镁和铝易氧化,因此,这类焊接会使 镁铝结合界面包含大量氧化夹杂,且界面附近组织粗 大,易产生裂纹,焊接性能很差^[5-6]。第二类是固态焊 (包括扩散焊和搅拌摩擦焊等)。扩散焊加工时间长, 难以批量化生产^[7];搅拌摩擦焊对工件厚度要求严格, 且仅适用平面工件^[8]。采用压铸工艺将液态镁和固态 铝复合是镁/铝异种金属焊接的新工艺, 压铸复合异种 金属工艺可适用于复合界面为曲面的复杂结构部件的 连接(焊接),且可以进行批量化生产。因此,开展液 态镁合金和固体铝合金的复合连接工艺的研究具重要 的理论和实际意义。

液态镁合金和固体铝合金在产生冶金结合的同 时,会因为镁元素和铝元素的相互扩散而形成大量的 金属间化合物,这种又脆又硬的金属间化合物在界面 位置连成一片,导致力学性能降低,所以这个问题不 容忽视。稀土被称为"工业味精",在镁合金、铝合金 和锌合金等金属材料中得到了广泛的应用。有研 究^[9-10]报道在镁合金中添加稀土元素,不仅可以细化 和变质组织^[11-12],而且还可以提高合金的室温和高温 力学性能^[13],增强合金耐腐蚀^[14]和耐热性能^[15]等。但 利用稀土元素来改善镁/铝液固复合工艺中的界面组 织和性能的研究还未见报道。本文作者主要在原有工 艺的基础上,在镁合金中加入稀土元素 La,研究稀土 元素 La 对镁/铝液固扩散连接界面组织和性能的影响。

1 实验

铝合金为 A390 铝合金,镁合金为 Mg-La 中间合 金(A390 铝合金的化学成分见表 1)。首先对铝合金试 样进行表面处理,以去除其表面氧化层并防止其再次 氧化。表面处理主要步骤包括: 1) 除油; 2) 碱蚀; 3) 酸洗; 4) 浸锌; 5) 电镀等。表面处理后可在试验 铝合金 A390 表面形成一层锌包覆层。

图1所示为自制的镁/铝液固扩散连接试验装置示 意图。复合试验过程如下:将约1.5gMg-La合金置入 直径6 mm的石英"注射器"中,并固定在大石英管的 右侧。A390 铝合金被切割成尺寸为 20 mm×15 mm×3 mm的块状,样品放置在大石英管左侧可以来 回拖动的样品台上,此时 A390 放置的位置在电阻炉 加热区域之外。之后将大石英管密封,依次使用机械 泵和分子泵将密封的石英管腔抽真空至 5×10⁻³ Pa, 然后迅速充入 99.99%的氩气,使腔压达到 0.12 MPa, 完成充气后开始加热大石英管,当腔内温度升至设定 温度 700 ℃且石英"注射器"中 Mg-La 合金完全融化 后,将固态 A390 试样从石英管腔左侧平移至电阻炉 腔内,并放置在"注射器"端口下方静置预热一定时间 (100~140 s)。待 A390 试样预热到预定时间后,推动 石英"注射器"中的石墨活塞,将液态 Mg-La 合金从"注 射器"端口挤出并滴在固态 A390 铝合金基体上,完成 复合过程后将复合双金属试样移至装置室温区域冷 却。

表1 A390 铝合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of A390 aluminum alloys(mass faction, %)

Al	Mg	Mn	Si	Cu	Fe	Ti	Zn
Bal.	0.8-1.2	< 0.1	16-18	4-5	< 0.5	>0.2	>0.1



图1 镁/铝异种金属液固复合试验示意图

Fig. 1 Schematic diagram of high vacuum tube furnace test apparatus for Mg/Al dissimilar metal liquid-solid bi-metallic test

采用 X 射线光电子能谱仪(XPS)(ESCALAB 250Xi型)分析镀层剖面,以确定稀土元素的价态,利用光学显微镜(MM6)、扫描电子显微镜(SIRION200) 和电子探针(EPMA)观察和分析双金属试样的微观结构。采用 MTS809 力学试验机测试接头的抗剪强度。

2 结果与讨论

2.1 表面处理及复合

由于铝合金表面有一层致密的自然氧化层,会严 重影响镁/铝液固复合时界面的冶金反应,阻碍镁和铝 的互相扩散,所以通过"锌酸盐+电镀"工艺去除 A390 铝合金表面的自然氧化层。表面处理的步骤依次是: 除油、碱蚀、酸洗、浸锌和电镀。具体如下,工艺及 配方如下: 1) 除油。室温下,以C₃H₅O 清洗 5 min,

第24卷第11期

以去除铝合金表面油污; 2) 碱蚀。60~80 ℃时以 NaOH 与 NaF 混合溶液处理 5~10 s; 3) 酸洗。室温下 以HNO3与HF混合溶液处理 5~10 s; 4) 浸锌。18~25 ℃时以 NaOH、ZnO、KNaC4H4O6·4H2O、FeCl3·6H2O 混合溶液处理; 5) 电镀。20~45 ℃下以 KCl、ZnCl₃ 和 HBO3 混合溶液电镀 15~25 min, 电流密度为 0.5~5 A/dm²。在浸锌液中,氢氧化钠的加入目的是首先腐 蚀铝合金表面的氧化膜,然后腐蚀铝基体。此时,浸 锌液中的锌离子以[Zn(OH)4]²⁻络合离子状态存在,并 在铝基体被腐蚀的同时,在铝基体表面浸镀一层锌层。 在浸锌溶液中加入少量的铁盐和酒石酸钾钠,使铁离 子与锌离子共沉积,以改善锌与基体的结合力,并提 高其耐蚀性。随着表面生成的锌合金膜厚度的增加, 电位趋于稳定,铝合金表面覆盖一层厚度约为 200 nm 的锌层。在电镀液中,以 ZnCl 为主盐作为镀层中锌 的来源, KCl 作为导电盐, 以增强镀液的电导率。硼 酸的作用主要是抑制阴极表面(即铝合金表面)附近pH 的升高。

图 2(a)所示为电镀层表面的 SEM 像。可见 A390 铝合金表面的镀锌层较为致密,其厚度约为 10 μm。 这个厚度可以保证在室温环境中 A390 铝合金不会被 氧化。并且,在实验过程中,由于石英管被加热至 700



图 2 镀层的 SEM 像及 XPS 测试

Fig. 2 SEM image (a) and XPS results (b) of galvanized coating



图 3 固态 A390 和液态 Mg-La 合金复合试样的界面润湿形 貌

Fig. 3 Interfacial wetting morphology between Mg-La alloy and A390 aluminum substrate bi-metallic sample

℃, 锌层被大量蒸发, 镁合金在复合过程中能充分与 没有被氧化的铝合金裸露表面接触, 形成冶金结合。
图 2(b)所示为铝合金表面镀层的 XPS 测试, 从图中可 以看到,在 1021.8 和 1044.8 eV 的位置分别有两个峰, 这两个峰分别对应了单质锌在 2p3 和 2p1上的结合能, 由此证明表面处理可以在铝合金表面覆盖一层锌层, 从而保护铝合金表面不被氧化。图 3 所示为固态 A390 和液态 Mg-La 合金复合试样的宏观形貌(预热温度 700 ℃,预热时间 120 s), 图中可以看到其润湿角小于 90°, 润湿性较好。只有当铝合金表面没有氧化层且液态镁 合金能够和固态铝基底发生合金反应时才能从宏观上 反映出润湿性。由此可见,由于锌层的保护,在液固 复合的过程中,铝合金表面没有氧化层,液态镁镧合 金能够与固态 A390 铝合金充分接触,元素之间能够 充分扩散,所以镁铝液固复合样品的润湿性良好。

2.2 微观组织及其分析

从图 4 可以发现,复合试样的结合界面相对粗糙, 并形成了冶金结合。靠近界面的 Mg 侧呈现较发达的 枝晶,且枝晶间的共晶相量较多。这说明界面处固态 A390 中的 Al 原子扩散到或部分溶解到接触的液相 Mg 侧,使得靠近界面的液相 Mg 侧中含 Al 量增加。 从图 4(a)可以看出,添加 La 之前,界面宽度约 400 μm, 网络状的 Mg₁₇Al₁₂非常发达,覆盖了整个界面区域。 添加 La 之后(见图 4(b)),初生形态发生了很大变化, 树枝状的初生相明显变小,二次枝晶臂也减小甚至消 失。最明显的是界面宽度减小到约 50~70 μm,而且网 络状的 Mg₁₇Al₁₂已经不再连续,分散在界面中,对界 面起到了很好的强化作用。根据 Image Tool 软件测定, 当不含 La 时,界面处的平均晶粒尺寸为 70 μm,随着 La 元素含量的增加,界面组织的平均晶粒尺寸急剧下 降。由此看到了稀土元素 La 对镁铝液固扩散连接界 面有较强的晶粒细化作用。

对 Mg-La 中间合金与 A390 铝合金的复合样品进 行扫描电镜观察,并分析了不同相的元素成分,根据 SEM 分析并结合 EPMA 结果可知(见图 5),界面附近 主要有 3 种相组成,初生 α-Mg 相、离异共晶的 β-Mg₁₇Al₁₂相和第三相(γ 相),β 相比较连续,表现为 连续网状的白亮析出物,γ 相是一些白亮的针状析出 相。结合能谱(见表 2,3 和 4)可证明这种晶界上的白 色点状或针状化合物的分子式为 Al₁₁La₃,随着 La 元 素含量的增加,Al₁₁La₃相尺寸与数量都逐渐增多。

根据相图, Mg 凝固温度约为 620 ℃, Mg₁₇Al₁₂ 结晶温度约为437℃,当温度下降到两者之间时,只 有 α -Mg 枝晶生成,但由于凝固速度较快,初生 α 相 中溶质原子 Al 来不及均匀化扩散,根据溶质再分配原 理,溶质 Al 在 α 相之间富集,当温度下降到 437 ℃时, β 相开始从 α 相中沉淀析出。在凝固后期, α 相枝晶 间残余液体成分达到共晶成分,共晶α相依附在初生 α相上生长,β相单独生长,就形成粗大、连续网状分 布的离异共晶β相。由于稀土具有活泼的化学性质, 在合金中加入稀土 La,将有可能形成 Al-RE 或 Mg-RE 化合物。元素间形成化合物的难易程度可以从其电负 性差值来判断。电负性差值越大,元素间的结合力越 大, 越容易形成金属间化合物。La 的电负性为 1.1, Mg 的电负性为 1.2, Al 的电负性为 1.5, La 与 Al 的 电负性差值比 La 与 Mg 的电负性差值大, 所以在界面 区域,La优先与Al结合生成Al-La相,Al₁₁La₃相结 构为体心正交晶系。Al-La 相的生成夺取了合金中的 Al,影响了 β 相的形成,因此, β 相尺寸变小,数量 减少,并且由连续网状分布变成离散分布。合金中加 入一定量的 La 后, 受凝固时扩散动力学条件限制而 聚集在固液界面前沿,增大了合金的成分过冷,从而 使分枝过程加剧,导致结晶过程发生了变化。原来的 平面生长方式变成树枝状生长,并且可以使枝晶的生 长更发达,二次枝晶增多,最终使枝晶间距减小,晶 粒细化。从 SEM 像可知, La 元素在界面以 Al11La3 化合物的形态析出在晶界上,因此可以推断,界面处 的的 Alu La3(熔点 1513 K)在凝固过程中先弥散沉积于 α-Mg(结晶温度 878~924 K)相界面上,形成弥散强化 相。它分布于界面,既可以作为晶粒长大抑制剂起阻 止晶粒长大、细化合金组织的作用; 又可以起到弥散 强化的作用,并有望提高界面的高温性能。

2.3 力学性能

当加入不同含量的稀土元素 La 后,显微组织发



图 4 镁/铝液固复合试样界面的微观结构

Fig. 4 SEM images of interface of pure Mg/A390 bi-metallic sample (a) and Mg-La/A390 bi-metallic sample (b)



图 5 Mg-La/A390 样品界面组织及能谱分析 Fig. 5 SEM image(a) and EDS analysis result (b) of Mg-La / A390 bi-metallic sample

表 2 双金属样品界面组织 a_1 , a_2 和 a_3 的 EPMA 分析结果 Table 2 EPMA test result of interface areas a_1 , a_2 and a_3 Mg-La / A390 bi-metallic sample

Area No	Mole fraction/%		n(Mq)/n(Si)	Inference	
Alca No.	Mg	Si	- n(mg)/n(31)	component	
a_1	66.1	33.9	2.0	Mg ₂ Si	
a_2	66.7	33.3	2.0	Mg ₂ Si	
a_3	67.2	32.8	2.0	Mg ₂ Si	

表 3 双金属样品界面组织 b_1 , b_2 和 b_3 的 EPMA 分析结果 Table 3 EPMA test result of interface areas b_1 , b_2 and b_3 Mg-La / A390 bi-metallic sample

Area No	Mole fraction/%		$w(M\alpha)/w(A1)$	Inference	
Alca No.	Mg	Si	- n(Mg)/n(AI)	component	
b_1	58.2	41.8	1.4	Mg ₁₇ Al ₁₂	
b_2	59.9	40.1	1.5	Mg ₁₇ Al ₁₂	
b_3	58.6	41.4	1.4	Mg ₁₇ Al ₁₂	

表 4 双金属样品界面组织 c_1 , $c_2 和 c_3$ 的 EPMA 分析结果 Table 4 EPMA test result of interface areas c_1 , c_2 and c_3 Mg-La / A390 bi-metallic sample

Area No	Mole fraction/%		$m(A1)/m(I_0)$	Inference	
Alea No.	Mg	Si	n(AI)/n(La)	component	
c_1	78.3	21.7	3.6	Al ₁₁ La ₃	
<i>c</i> ₂	79.2	20.8	3.8	Al ₁₁ La ₃	
C ₃	77.7	22.3	3.5	Al ₁₁ La ₃	

生明显变化。当La含量为0.5%时(见图 6(a)),呈网络 状连续分布的 β(Mg17Al12)相分离变少,晶界边界出现 针状的稀土相。随着 La 含量的增加, 上述变化更加 明显。当 La 的加入量达到 1.5%时(见图 6(b)), β(Mg₁₇Al₁₂)相几乎消失不见,而稀土相显著增多,并 且有粗化倾向。在 Mg-Al 合金中, β (Mg₁₇Al₁₂)相是合 金在室温下的主要强化相。而 $\beta(Mg_{17}Al_{12})$ 相的热稳定 性和析出形式一直被认为是影响镁合金耐热性能的关 键。随着 La 含量的增加,长且粗大呈网状的 Mg₁₇Al₁₂ 相枝晶也变得短小而致密,其网状线亦由连续状变成 断续态,起到了弥散强化的作用。其次,La细化的合 金晶粒能使阻碍裂纹扩展的有效晶界增多,提高合金 的变形协调能力。因此,界面附近的晶粒经过细化后, 合金的力学性能也随之显著提高。当 La 的加入量达 到 1.5%时,针状的 Al₁₁La₃相大量增加,形成稻穗状 团簇,这会割裂基体,对合金的力学性能造成不利影 响。图 6(c)所示为不同 La 含量时 Mg-La 合金与 A390 铝合金液固复合试样的抗剪强度对比,从图中可以看

到,随着 La 加入量的增加,抗剪强度随之提高,当 La 含量为 1%时,抗剪强度达到最大值,为 88.5 MPa, 较未添加 La 元素的双金属材料的抗剪强度提高了约 54%。当 La 含量进一步增加到 1.5%时,大量团簇状 的 Al-La 相割裂基体,使抗剪强度下降到 59.8 MPa。



图 6 不同 La 含量 Mg-La/A390 双合金样品的组织及抗剪强 度

Fig. 6 Interfacial shear strength of Mg-La / A390 bi-metallic samples with different contents of La: (a) SEM image of Mg-0.5La/A390 sample; (b) SEM image of Mg-1.5La/A390; (c) Shear strength of Mg-La / A390 bi-metallic samples

3 结论

1) 经过表面镀锌之后的 A390 铝合金能够与液态 Mg-La 合金形成良好的冶金结合。

加入稀土 La 能够有效的细化双金属样品界面的组织,优先与 Al 形成 Al₁₁La₃相,从而破坏连续的网络状 β(Mg₁₇Al₁₂)相。

3) 当稀土 La 含量为 1%时,抗剪强度提高 54%, 达到 88.5 MPa,而 1.5%的 La 则会对组织造成破坏, 降低力学性能。

REFERENCES

- LIU L M, LIU X J, LIU S H. Microstructure of laser-TIG hybrid welds of dissimilar Mg alloy and Al alloy with Ce as interlayer[J]. Scripta Materialia, 2006, 55: 383–386.
- [2] ELANGOVAN K, BALASUBRAMANIA V. Influences of post-weld heat treatment on tensile properties of friction stir-welded AA6061 aluminum alloy joints[J]. Materials Characterization, 2008, 59: 1168–1177.
- [3] SCHUBERT E, KLASSEN M, ZERNER I, WALZ C, SEPOLD G. Light-weight structures produced by laser beam joining for future applications in automobile and aerospace industry[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2001, 115: 2–8.
- [4] MIN D, SHEM J, LAI S Q, Effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of tungsten inert gas arc butt-welded AZ61 magnesium alloy plates[J]. Materials Characterization, 2009, 60: 1583–1590.
- [5] VARGHESE V M J, SURESH M R, KUMAR D S. Recent developments in modeling of heat transfer during TIG welding[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2013, 64: 749–754.
- [6] ERIKSSON I, POWELL J, KAPLAN A F H. Melt behavior on the keyhole front during high speed laser welding[J]. Optics and Lasers in Engineering, 2013, 51: 735–740.
- [7] KORZHOV V P, KIIKO V M, KARPOV M L. Structure of multilayer microcomposite Ni/Al obtained by diffusion welding[J]. Inorganic Materials: Applied Research, 2012, 3: 314–318.
- [8] CHEN C L, RICHTER A, WU L T, YM Dong. Microstructural evolution and hardness of dissimilar lap joints of ODS/stainless steel by friction stir welding[J]. Materials Transactions, 2013, 54: 215–221.
- [9] 卞松刚,李子全,陈 可,刘劲松,杨继年,孙颖迪,王玉雷.

Ba 与富 La 稀土复合变质对 Mg 合金显微组织和性能的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(8): 1481-1486.

BIAN Song-gang, LI Zi-quan, CHEN Ke, LIU Jin-song, YANG Ji-nian, SUN Ying-di, WANG Yu-lei. Effect of combinative modification of Ba and La-rich on microstructure and properties of Mg alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals. 2010, 20(8): 1481–1486.

[10] 杜 磊, 闫 红. La 对 AZ61 镁合金组织及性能的影响[J]. 材
 料热处理学报, 2012, 33: 42-46.
 DU Lei, YAN Hong. Effect of La on microstructure and

properties of AZ61 magnesium alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2012, 33: 42–46.

[11] 刘文娟,曹发和,张 昭,张鉴清.稀土元素 Ce和 La 合金化 对 AM60 镁合金腐蚀行为的影响[J].腐蚀科学与防护技术, 2009,21(2):82-84.

LIU Wen-juan, CAO Fa-he, ZHANG Zhao, ZHANG Jian-qing. Effect of rare earth elements on corrosion behavior of AM60 magnesium alloys[J]. Corrosion Science and Protection Technology, 2009, 21(2): 82–84.

- [12] GAO L, CHEN R S, HAN E H. Effects of rare-earth elements Gd and Y on the solid solution strengthening of Mg alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds. 2009, 481: 379–384.
- [13] 张丁非,谌 夏,潘复生,蒋璐瑶,胡光山,余大亮.稀土元 素对镁合金力学性能影响的研究进展[J].功能材料,2004(5): 1-7.

ZHANG Ding-fei, SHEN Xia, PAN Fu-sheng, JIANG Lu-yao, HU Guang-shan, YU Da-ling. Research progress of effect of rare earth elements on the mechanical properties of magnesium alloys[J]. Journal of Functional Materials, 2004(5): 1–7.

- [14] 岳丽杰,王龙妹,徐成海. 含 Cu 耐候钢中稀土对耐蚀性的影 响研究[J]. 稀土, 2009(4): 59-64.
 YUE Li-jie, WANG Long-mei, XU Cheng-hai. With effect of Rare Earths on corrosion Cu weathering steel[J]. Chinese Rare Earths, 2009(4): 59-64.
- [15] 刘金水,舒 震,张福全,蒋 冰.稀土耐热蠕墨铸铁的试验 研究[J].稀土,1998(2):15-18.
 LIU Jing-shui, SHU Zhen, ZHANG Fu-quan, JIANG Bing.
 Experimental study of heat resistant rare earth vermicular cast iron[J]. Chinese Rare Earths, 1998(2):15-18.

(编辑 龙怀中)